بررسی تجربی تأثیر متغیرهای نورد گرم بر دماهای بحرانی در فولاد لوله‌ی انتقال گاز طبیعی نوع X70 *

مصطفی نخعی [۱]   مسعود رخش خورشید[۲]   سیدحجت هاشمی [۳]

چکیده

دماهای بحرانی در یک فرایند ترمومکانیکی، در تعیین ریزساختار نهایی و خواص مکانیکی فولادهای کم‌آلیاژ و پراستحکام اهمیّت زیادی دارند. در تحقیق حاضر، از زمان‌بندی میانگین برای تعیین دماهای بحرانی در عملیّات ترمومکانیکی فولاد API X70 استفاده شده است. این فولاد وارداتی است و کاربردهای گسترده‌ای در خطوط قطور و پرفشار انتقال گاز طبیعی و شبکه‌های انتقال نفت در ایران دارد. دماهای بحرانی، در شرایط مختلف تغییر شکل شامل نرخ و میزان کرنش و زمان میان‌مرحله‌ای نورد تعیین شدند و تأثیر هر یک از متغیرهای تغییر شکل بر دمای بحرانی عدم وقوع تبلور مجدد (T_{nr}) برای فولاد مذکور بررسی شد. نتایج نشان دادند که T_{nr} با افزایش کرنش کاهش و با افزایش نرخ کرنش از $0/1\ s^{-1}$ به $1\ s^{-1}$، افزایش می‌یابد. افزون بر این، T_{nr} با افزایش زمان میان‌مرحله‌ای کاهش یافت. مقایسه‌ی نتایج حاصل از روش زمان‌بندی میانگین با مقادیر به‌دست آمده از رابطه‌های تجربی و داده‌های آزمایشگاهی برای فولاد مشابه، نشان‌دهنده‌ی مطابقت خوب بین این مقادیر بود. با توجه به کمبود داده‌های تجربی، نتایج حاصل می‌توانند در بومی شدن تولید این فولاد استفاده شوند.

واژه‌های کلیدی تغییر شکل گرم، دمای عدم وقوع تبلور مجدد، آزمون پیچش گرم، فولاد خط لوله API X70.

Experimental Study of the Effect of Hot Rolling Parameters on Critical Temperatures for API X70 Pipeline Steel

M. Nakhaei   M. Rakhshkhorshid   S. H. Hashemi

Abstract

The critical temperatures of a thermomechanical process have a great importance for the final microstructure and mechanical properties of high strength low alloy steels. In this study, the average scheduling was used to determine the critical temperatures of API X70 steel. This steel is extensively used in Iran for large diameter, high-pressure gas transportation pipelines as well as the oil transmission networks. The critical temperatures in various conditions including different strains, strain rates (from 0.1 to 1 s^{-1}) and rolling interpass times were determined and the effects of these parameters on no-recrystallization critical temperature (T_{nr}) was investigated. The results showed that T_{nr} decreased with an increase in the strain and strain rate. In addition, it was observed that T_{nr} increased with a decrease in the interpass time. A good agreement was found between the results of this research with those of existing empirical relations and those of similar steel. With regard to the lack of experimental data, the results obtained in the present study can be used for production of API X70 steel in Iran.

Key Word Hot ddeformation, No-recrystallization temperature, Hot torsion test, API X70 Pipeline steel.

* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۹۳/۲/۳۰ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ۹۳/۱۱/٦ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) دانشجوی دکتری مهندسی مکانیک، گروه مهندسی مکانیک، دانشگاه بیرجند.

(۲) استادیار مهندسی مکانیک، گروه مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی بیرجند.

(۳) نویسنده‌ی مسئول، استاد مهندسی مکانیک، گروه پژوهشی مطالعات لوله و صنایع وابسته، دانشگاه بیرجند.

مقدمه

فـولاد API X70، یکـی از پرکـاربردترین فولادهـا در خطوط پرفشار انتقال گاز طبیعی است. تحقیق روی این فولاد، عموماً به‌منظور بهبود خواص مکانیکی بـا بهینـه کردن فرایند ترمومکانیکی و یا اصلاح ترکیب شـیمیایی آن متمرکز شده است. بنابراین، در حالی‌که در بعضی از مقاله‌ها پدیـده‌های ریزسـاختاری حاصـل از فراینـدهای ترمومکانیکی بررسی شده‌اند [3-1]، در مطالعات دیگر، بهبود ترکیب شیمیایی این فولاد مورد توجه قرار گرفته است [4,5]. عملیّات ترمومکانیکی، از نورد کنترل شده و سرمایش سریع تشکیل شده است. نورد کنترل شـده، در دو مرحله‌ی نـورد خشـن و نـورد پرداخـت انجـام می‌شود. به‌منظور تعیین محدوده دمـای نـورد خشـن و پرداخت و کنترل ریزساختار و خواص مکانیکی نهـایی فولاد، تعیین هر چه دقیق‌تر دماهـای بحرانـی عملیّـات ترمومکانیکی، شامل دمای عدم وقوع تبلور مجدد (T_{nr}) به‌عنوان کم‌ترین دمای کامل شدن پدیده‌ی تبلور مجـدد (جای‌گزینی دانه‌های تغییر شکل یافته با دانه‌های بدون کرنش) در فولاد و دماهای شـروع و پایـان اسـتحاله‌ی آسـتنیت (A_{r3} و A_{r1})، از اهمیّـت بسـیاری برخـوردار است [6].

از آزمـون پـیچش گـرم بـا زمـان‌بنـدی میـانگین (Average Schedule) بـرای تعیـین دماهـای بحرانـی استفاده می‌شود. در این روش، زمان‌بندی در هـر گـذر نورد، کرنش، نرخ کرنش، زمان میان‌مرحله‌ای و سرعت سرمایش ثابت فرض می‌شود [7]. از نمودارهای تـنش معادل- کرنش معادل به‌دست آمده از این آزمون، برای ترسیم تنش سیلان متوسط بر حسب عکس دمـای هـر یک از مراحل نورد شبیه‌سـازی شـده اسـتفاده شـده و دماهـای بحرانـی تعیـین مـی‌شـوند [12-8]. کـالوُ و همکـاران [6]، از زمـان‌بنـدی واقعـی و انجـام آزمـون پیچش با سرمایش پیوسته و نرخ کـرنش پـایین، بـرای تعیین دقیق‌تر دماهای بحرانی استفاده کرده‌اند. ماکاگ‌نو و همکاران [13]، دماهای بحرانـی را بـرای سـه فـولاد ریزآلیاژی با ترکیب‌هـای مختلـف عناصـر آلیـاژی، بـا اســتفاده از اطلاعــات واقعــی فراینــد نــورد و روش زمان‌بندی میانگین محاسبه کرده‌اند. آن‌ها بـا مقایسـه‌ی نتایج، دریافته‌اند که مطابقت خوبی بین دماهای به‌دست آمـده از ایـن دو روش وجـود دارد. بنـابراین، آزمـون پیچش گرم روش مناسبی برای تعیین دماهای بحرانی و شبیه‌سازی فرایندهای نورد صنعتی مـی‌باشـد. در چنـد تحقیق، با استفاده از مدل‌سـازی تـنش سـیلان متوسـط مبتنی بر روابط تجربـی موجـود و مقایسـه‌ی آن‌هـا بـا مقادیر به‌دست آمده از اطلاعات واقعی خط نورد بـرای فولادهایی با ترکیب شیمیایی متفاوت، نسبت به توسعه و بهبود مدل‌های مناسب بـرای مـدل‌سـازی ریاضـی و پیشنهاد الگوریتمی برای شبیه‌سـازی نمودارهـای تـنش سیلان متوسط و دماهای بحرانی اقدام شده اسـت [14-16]. افزون بر این، چند محققن تأثیر متغیرهای مختلف عملیّات ترمومکانیکی و ترکیب شیمیایی را بر خـواص مکانیکی و دماهـای بحرانـی فولادهـای ترمومکـانیکی بررسی کرده‌اند. وِگـا و همکـاران [17]، تـأثیر عناصـر تیتانیم و نیتروژن را بر دماهای بحرانی و اندازه‌ی دانه‌ی آستنیت اولیّه بررسی کرده‌اند. تحقیقـات دیگـر در ایـن زمینه، نشان‌دهنده‌ی تأثیر متغیرهـای مختلـف عملیّـات ترمومکانیکی مانند کرنش مـؤثر، نـرخ کـرنش و زمـان میان‌مرحله‌ای نورد بر رفتار کار گرم و دماهای بحرانـی فولادهای ترمومکانیکی بوده‌اند [21-18].

در این تحقیق، از زمان‌بندی میانگین برای تعیـین دماهای بحرانی در عملیّـات ترمومکـانیکی فـولاد API X70 استفاده شده است. در ادامه، دماهـای بحرانـی در شرایط مختلف تغییر شکل شامل نرخ و میزان کرنش و زمـان میـان‌مرحلـه‌ای نـورد تعیـین و اثـر هـر یـک از متغیرهای تغییر شکل بر دمای بحرانی T_{nr} فـولاد خـط لوله از نوع API X70 بررسی خواهد شـد. پـس از آن، نتایج به‌دست آمـده از ایـن روش بـا نتـایج حاصـل از روابط تجربی و داده‌های آزمایشـگاهی بـرای فـولادی مشابه مقایسه خواهد شد.

مواد و روش تحقیق

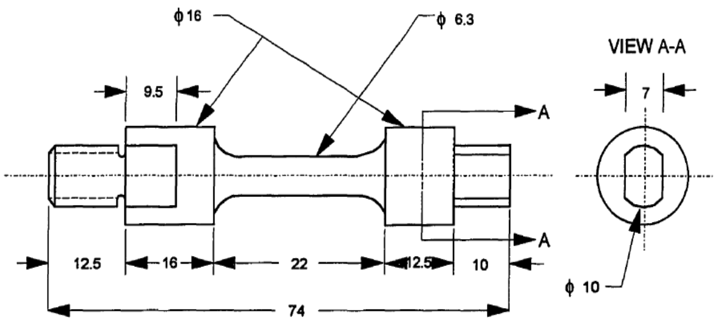
ترکیب شیمیایی فولاد API X70 مورد استفاده در تحقیق حاضر، در جدول (۱) آورده شده است [22].

از دستگاه پیچش گرم در آزمایشگاه کار گرم دانشگاه مَک-گیل کانادا برای انجام آزمون‌ها استفاده شد. این دستگاه، به کامپیوتر مجهز بود و بر روی بستر یک دستگاه تراش سوار شده بود. گشتاور مورد نیاز، توسط یک موتور هیدرولیک با قابلیّت اعمال گشتاور حداکثر برابر با ۱۰۰ نیوتن‌متر با سرعت‌های مختلف تا ٦٢٨ دور بر دقیقه، تأمین می‌شد. از نرم‌افزار تست‌استار (TestStar™) برای کنترل موتور هیدرولیکی استفاده می‌شد. در این دستگاه، بار اعمالی توسط یک گشتاورسنج و مقدار پیچش توسط یک مبدّل دورانی اندازه‌گیری می‌شد. گرما توسط یک کوره‌ی تابشی با قابلیّت گرمایش تا دمای ۱٤۰۰ ºC تأمین می‌شد. یک دماسنج به مرکز قطعه‌کار متصل شده بود تا تغییرات دما حین انجام عملیّات ترمومکانیکی کنترل شود.

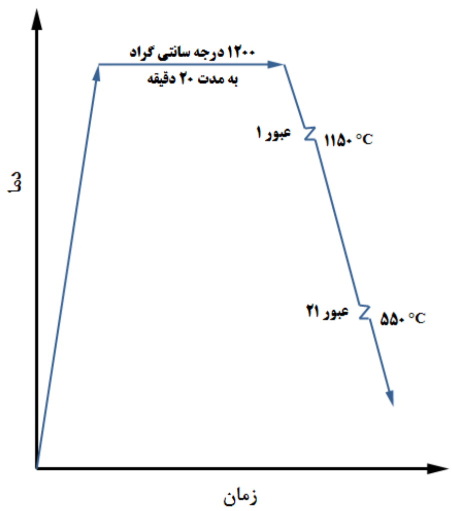
شکل و ابعاد نمونه‌ی پیچش گرم، در شکل (۱) نشان داده شده‌اند [23]. زمان‌بندی میانگین مورد استفاده برای تعیین دماهای بحرانی عملیّات ترمومکانیکی، در شکل (۲) نشان داده شده است.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی فولاد API X70 همراه با مقادیر بیشینه‌ی مورد نظر مطابق با استاندارد API 5L [22]

عنصر آلیاژی	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	Mo	Ti	Ni	Cr	V	Cu
درصد وزنی	۰/۰۵	۱/۵	۰/۲	۰/۰۰۸	۰/۰۱۵	۰/۰۳	۰/۰۵	۰/٢٤	۰/۰۱۸	۰/۱۸۷	۰/۰۱	۰/۰٤	۰/۰۱
مقدار بیشینه	۰/٢٤	۱/٤	–	۰/۰٢٥	۰/۰۱۵	–	–	–	۰/۰٦	–	–	–	–



شکل ۱ شکل و ابعاد نمونه‌ی استاندارد آزمون پیچش گرم (ابعاد به میلی‌متر) [23].



شکل ۲ جزئیات عملیّات ترمومکانیکی اجرا شده در آزمون فشار گرم

همان‌طور که در شکل (۲) نشان داده شده است، نمونه‌ها ابتدا به‌منظور آستنیتی شدن و کسب اطمینان از انحلال کاربیدها و نیتریدهای نایوبیم [24]، در دمای ºC ۱۲۰۰ به‌مدّت ۲۰ دقیقه نگه‌داری شدند و سپس، تا دمای ºC ۱۱۵۰ سرد شدند. در ادامه، زمان‌بندی میانگین در ۲۱ گذر و چهار حالتِ نشان داده شده در جدول (۲)، به‌اجرا گذاشته شد. به‌منظور کسب اطمینان از به‌دست آوردن هر سه دمای بحرانی، آخرین گذر تغییر شکل در دمای ºC ۵۵۰ انجام شد. مشخصّات آزمون‌ها، در جدول (۲) آورده شده است.

جدول ۲ مشخصّات آزمون‌های پیچش گرم انجام شده

شماره‌ی آزمون	کرنش در هر مرحله (ε)	نرخ کرنش در هر مرحله ($\dot{\varepsilon}$, s^{-1})	زمان میان‌مرحله‌ای (Δt, s)
۱	۰/۲	۱	۳۰
۲	۰/۲	۰/۱	۳۰
۳	۰/۲	۱	٦۰
٤	۰/۵	۱	۳۰

همان‌طور که در جدول (۲) نشان داده شده است، آزمون‌ها در کرنش‌های ۰/۲ و ۰/۵، نرخ کرنش‌های ۱ و ۰/۱ بر ثانیه و زمان میان‌مرحله‌ای ۳۰ و ٦۰ ثانیه انجام شده است. در مجموع، چهار حالت مختلف تحت آزمون قرار گرفت. به‌منظور بررسی تأثیر کرنش، نرخ کرنش و زمان میان‌مرحله‌ای بر دماهای بحرانی، به‌ترتیب آزمون‌های ۱ و ٤، آزمون‌های ۱ و ۲ و آزمون‌های ۱ و ۳ با یک‌دیگر مقایسه شدند.

نتایج و بحث

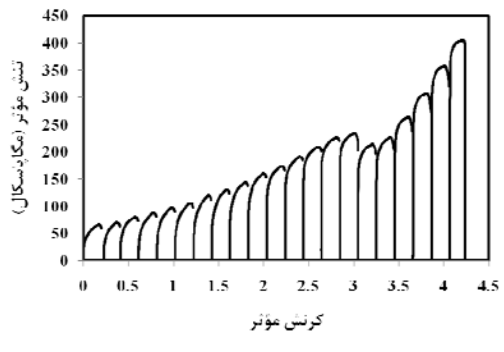
همان‌گونه که در مقدمه گفته شد، برای تعیین دماهای بحرانی، از آزمون پیچش گرم با زمان‌بندی میانگین استفاده شده است. در این روش زمان‌بندی، در هر گذر نورد (معادل با هر مرحله پیچش گرم)، کرنش، نرخ کرنش، زمان میان‌مرحله‌ای و سرعت سرمایش ثابت در نظر گرفته شد. پس از انجام آزمون، مقادیر تنش و کرنش معادل برای هر گذر، با استفاده از رابطه‌های (۱) و(۲) محاسبه شد [18]:

$$\sigma_{eq} = \frac{\sqrt{3}\tau(3+m+n)}{2\pi r^3} \qquad (۱)$$

$$\varepsilon_{eq} = \frac{r\varphi}{L\sqrt{3}} \qquad (۲)$$

در این دو رابطه، σ_{eq} و ε_{eq} به‌ترتیب تنش و کرنش معادل، τ گشتاور اندازه‌گیری شده توسط گشتاورسنج، φ زاویه‌ی پیچش اندازه‌گیری شده توسط مبدّل دورانی، L و r طول و قطر نمونه‌ی آزمون (به‌ترتیب برابر با ۰/۸۷۵ اینچ (۲۲/۲۲۵ میلی‌متر) و ۰/۲۵۰ اینچ (٦/۳۵ میلی‌متر))، و m و n ثابت‌های آزمون (به‌ترتیب برابر با ۰/۱۷ و ۰/۱۳) می‌باشند [18].

با محاسبه‌ی تنش و کرنش معادل در هر گذر، می‌توان تنش سیلان متوسط را بر حسب 1000/T رسم کرد و با تفسیر تغییرات حاصل، دماهای بحرانی را به‌دست آورد. نمونه‌ای از نمودارهای تنش و کرنش به‌دست آمده با استفاده از این روش، در شکل (۳) (مربوط به آزمون (۳)) نشان داده شده است.



شکل ۳ نمودار تنش- کرنش مربوط به آزمون ۳ (کرنش ۰/۲، نرخ کرنش ۱ بر ثانیه و زمان میان‌مرحله‌ای ٦۰ ثانیه)

تنش سیلان متوسط (σ_{av}) در هر گذر را می‌توان از رابطه‌ی(۳) محاسبه کرد [18]:

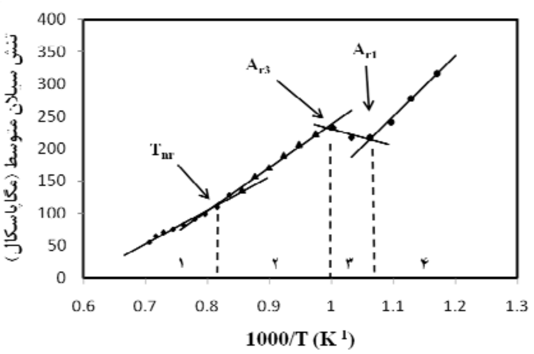
$$\sigma_{av} = \frac{1}{\varepsilon_b - \varepsilon_a}\int_{\varepsilon_a}^{\varepsilon_b} \sigma_{eq} d\varepsilon_{eq} \qquad (۳)$$

در این رابطه، ε_a و ε_b به‌ترتیب مقادیر کرنش در شروع و پایان هر گذر نورد هستند. مقدار انتگرال در رابطه‌ی(۳) را می‌توان به‌صورت عددی و با محاسبه‌ی مساحت زیر نمودار با استفاده از رابطه‌ی (٤)، تخمین زد [18]:

$$\int_{\varepsilon_a}^{\varepsilon_b} \sigma_{eq} d\varepsilon_{eq} = \Sigma_{i=0}^{N} \frac{\sigma_i + \sigma_{i+1}}{2} \times (\varepsilon_{i+1} - \varepsilon_i) \qquad (٤)$$

در این رابطه، N تعداد بازه‌های تقسیم‌بندی در فاصله‌ی ε_a تا ε_b می‌باشد.

شکل (٤)، نمودار تنش سیلان متوسط بر حسب معکوس دمای مطلق را برای آزمون یک نشان می‌دهد.



شکل ٤ نمودار تنش سیلان متوسط بر حسب معکوس دمای مطلق برای آزمون ۱ (کرنش ۰/۲، نرخ کرنش ۱ بر ثانیه و زمان میان‌مرحله‌ای ۳۰ ثانیه).

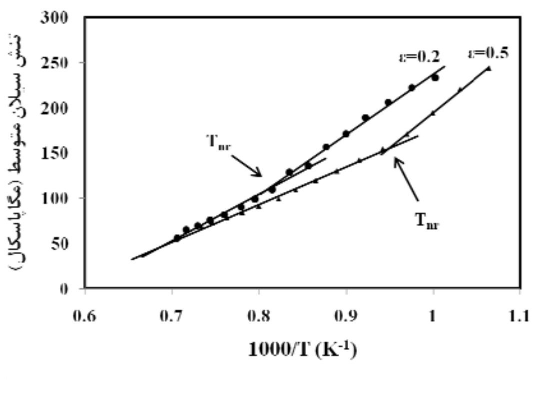
مطابق با نتایج در شکل (٤)، تغییر تنش سیلان متوسط نسبت به 1000/T را می‌توان به چهار ناحیه تقسیم کرد. در ناحیه‌ی ۱، افزایش تنش با کاهش دما قابل مشاهده است. با کاهش دما در ناحیه‌ی ۲، تنش‌ها افزایش می‌یابند، ولی شیب تغییرات نسبت به 1000/T در این ناحیه (دماهای پایین‌تر از T_{nr}) بیش‌تر است. از نظر متالورژیکی، در دماهای بالاتر از T_{nr} و در زمان‌های میان‌مرحله‌ای، تبلور مجدد استاتیکی روی می‌دهد که منجر به کارنرمی می‌شود. در دماهای پایین‌تر از T_{nr}، با تشکیل رسوبات، مرزهای دانه‌های آستنیت قفل می‌شوند و از کارنرمی ناشی از تبلور مجدد استاتیکی جلوگیری می‌شود. کاهش تنش با کاهش دما در ناحیه‌ی ۳، به استحاله‌ی آستنیت به فریت مربوط می‌شود. افزایش تنش با کاهش دما در ناحیه‌ی ٤، نشان می‌دهد که استحاله پایان یافته و کارسختی فاز جدید شروع شده است [6]. بنابراین، مرز بین نواحی ۱ و ۲ نشان‌دهنده‌ی پایان تبلور مجدد یا دمای T_{nr}، مرز بین نواحی ۲ و ۳ نشان‌دهنده‌ی شروع استحاله‌ی آستنیت به فریت یا دمای A_{r3} و مرز بین نواحی ۳ و ٤، نشان‌دهنده‌ی پایان استحاله‌ی آستنیت به فریت یا دمای A_{r1} می‌باشد.

تأثیر کرنش

به‌منظور بررسی تأثیر تغییر شکل بر دماهای بحرانی، نمودارهای تنش سیلان متوسط بر حسب معکوس دمای مطلق برای نمونه‌های آزمایش شده با کرنش‌های ۰/۲ و ۰/۵، در شکل (۵) نشان داده شده‌اند. برای این آزمون‌ها، نرخ کرنش ۱ بر ثانیه و زمان میان‌مرحله‌ای ۳۰ ثانیه، ثابت نگه‌داشته شده است.

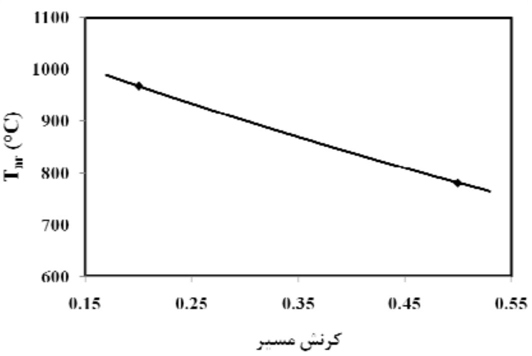
در شکل (۵) می‌توان دید که تنش سیلان متوسط با افزایش کرنش کاهش می‌یابد و تغییر شیب آن (وقتی که کرنش کاهش می‌یابد)، در دماهای بالاتری اتّفاق می‌افتد. این رفتار، نشان می‌دهد که T_{nr} با افزایش کرنش کاهش می‌یابد. شکل (٦)، وابستگی T_{nr} به کرنش گذر را برای فولاد مورد مطالعه نشان می‌دهد. این وابستگی، معمولاً با رابطه‌ی توانی به‌شکل زیر تشریح می‌شود [18]:

$$T_{nr} = 1117 \exp(-0.71\varepsilon) \qquad (۵)$$



شکل ٥ نمودار تنش سیلان متوسط بر حسب معکوس دمای مطلق برای آزمون‌های ۱ و ٤

در رابطه‌ی(٤)، می‌توان مشاهده کرد که تغییر کوچکی در کرنش در هر گذر باعث تغییر قابل‌توجهی در T_{nr} می‌شود. این نتیجه، با نتایج تحقیق کودی و همکاران [25]، و بایی و همکاران [18]، مطابقت دارد.



شکل ٦ وابستگی T_{nr} به کرنش در هر گذر (نرخ کرنش ۱ بر ثانیه و زمان میان‌مرحله‌ای ۳۰ ثانیه).

کاهش T_{nr} با افزایش کرنش در هر گذر، می‌تواند به‌دلیل عوامل مؤثر زیر باشد [8,27]:

۱- ریز شدن دانه. وقتی که کرنش گذر افزایش می‌یابد، دانه‌های ریزتری به‌وسیله‌ی تبلور مجدد استاتیکی تولید می‌شوند. این ساختارهای ریزتر، به‌عنوان مناطق جوانه‌زنی بیش‌تر برای تبلور مجدد بعدی و نرم‌شدگی سریع‌تر به‌کار می‌روند.

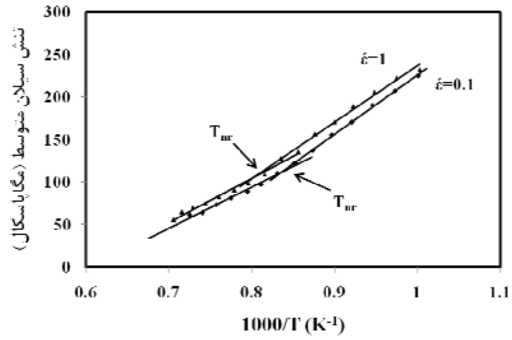
۲- افزایش چگالی نابجایی‌ها. وقتی که کرنش افزایش می‌یابد، چگالی نابجایی‌ها بیش‌تر می‌شود و سرعت تبلور مجدد نیز افزایش می‌یابد. وقتی که زمان میان‌مرحله‌ای ثابت نگه‌داشته می‌شود، این امکان برای تبلور مجدد فراهم می‌شود تا در دماهای پایین‌تری کامل شود.

۳- درشت شدن رسوبات. وقتی که کرنش گذر افزایش می‌یابد، چگالی نابجایی‌ها افزایش می‌یابد و این، باعث درشت شدن سریع‌تر رسوبات می‌شود. ذرات درشت رسوب، تأثیرِ به‌تأخیر انداختن تبلور مجدد را از دست می‌دهند و به‌این ترتیب، اجازه می‌دهند تا تبلور مجدد تا موقعی که در دماهای پایین‌تر کامل شود، ادامه یابد.

تأثیر نرخ کرنش

نمودار تنش سیلان متوسط بر حسب 1000/T، در شکل (۷) نشان داده شده است. برای این آزمون‌ها، کرنش ۰/۲ و زمان میان‌مرحله‌ای ۳۰ ثانیه ثابت نگه‌داشته شده است و تنها نرخ کرنش تغییر می‌کند.

در شکل (۷) مشاهده می‌شود که تنش سیلان متوسط با افزایش نرخ کرنش افزایش می‌یابد. علّت این رفتار آن است که میزان وقوع ترمیم ناشی از بازیابی دینامیکی با افزایش نرخ کرنش، کاهش می‌یابد [۱۸]. در نرخ‌های کرنش کم‌تر، زمان تغییر شکل طولانی‌تر است و این، باعث وقوع ترمیم بیش‌تر می‌شود. به‌عنوان مثال، هنگامی که نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه می‌باشد، زمان تغییر شکل برای رسیدن به کرنش ۰/۲، برابر با ۲ ثانیه است. این زمان برای ترمیم دینامیکی قابل‌توجه، به‌اندازه‌ی کافی طولانی است. بنابراین، تنش سیلان متوسط نسبتاً کمی را به‌وجود می‌آورد. در مقابل، به‌ازای نرخ کرنش ۱ بر ثانیه، زمان تغییر شکل ۰/۲ ثانیه است. این زمان کوتاه، ترمیم را کمینه می‌کند و به‌این ترتیب، باعث ایجاد تنش سیلان متوسط بیش‌تر می شود. آستنیت شکل گرفته در این حالت که تحت کرنش بیش‌تری قرار گرفته و کم‌تر ترمیم شده است، نیروی محرکه‌ی بیش‌تری برای تبلور مجدد استاتیکی دارد و بنابراین، انتظار می‌رود که باعث کاهش T_{nr} شود. با این‌حال، نتایج نشان می‌دهند که T_{nr} با افزایش نرخ کرنش افزایش می‌یابد. بنابراین، این نکته را باید در نظر داشت که در کرنش‌های کوچک، تأثیر نرخ کرنش بر T_{nr} بسیار ناچیز است و حتّی می‌تواند عکس شود [18]. شرحی که در ادامه خواهد آمد، می‌تواند دلیلی برای وقوع این پدیده باشد.



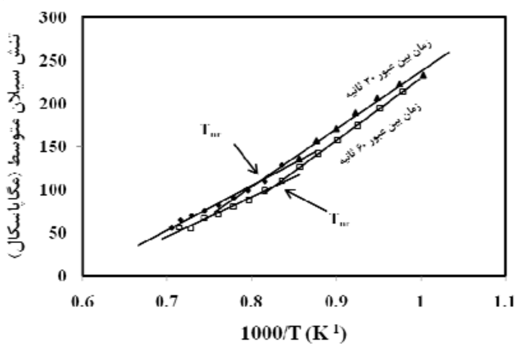
شکل ۷ نمودار تنش سیلان متوسط بر حسب عکس دمای مطلق برای آزمون‌های ۱ و ۲.

در حالت کلی، در نبود رسوبات ناشی از کرنش، افزایش نرخ تغییر شکل باعث کاهش زمان نهفتگی تبلور مجدد و افزایش نرخ تبلور مجدد در ادامه می‌شود. این رفتار، به‌دلیل افزایش چگالی نابجایی‌ها و کاهش اندازه‌ی زیردانه‌ها (subgrains) می‌باشد که به‌همراه افزایش نرخ کرنش، نیروی محرکه برای انجام تبلور مجدد را افزایش می‌دهند. در محدوده دمایی که رسوبات ناشی از کرنش به‌احتمال زیاد به‌وجود می‌آیند، نه‌تنها تبلور مجدد، بلکه تشکیل رسوبات نیز در نرخ‌های کرنش بالا شتاب می‌گیرد.

می‌توان گفت که تأثیر متقابلی بین این دو پدیده وجود دارد. در کرنش‌های بالا، سرعت تبلور مجدد بیش از سرعت تشکیل رسوبات است و این، باعث کاهش T_{nr} می‌شود. در کرنش‌های کم، سرعت تشکیل رسوبات بیش از سرعت تبلور مجدد است و این، باعث افزایش T_{nr} می‌شود [27].

تأثیر زمان بین عبورها

نمودار تنش سیلان متوسط بر حسب 1000/T برای فولاد مورد مطالعه در این تحقیق، در شکل (۸) نشان داده شده است. برای آزمون‌های نشان داده شده در این شکل، کرنش در حد ۰/۲ و نرخ کرنش به‌میزان ۱ بر ثانیه ثابت نگه‌داشته شده است، در حالی‌که زمان میان‌مرحله‌ای تغییر کرده است. در شکل (۸) می‌توان دید که در دماهای بالای T_{nr}، به‌دلیل تبلور مجدد کامل و عدم استحکام‌بخشی رسوبی، زمان میان‌مرحله‌ای تأثیری زیادی بر تنش سیلان متوسط تأثیر ندارد و نمودارهای تنش سیلان متوسط در این بخش، بسیار به یک‌دیگر نزدیکند. در این حالت، تنش سیلان متوسط تنها تابعی از دماست. در دماهای پایین‌تر از T_{nr}، رسوب‌گذاری صورت می‌گیرد. بنابراین، افزایش تنش سیلان متوسط نه‌تنها به‌دلیل کاهش دماست، بلکه به‌دلیل استحکام‌بخشی رسوبی هم می‌باشد.



شکل ۸ نمودار تنش سیلان متوسط بر حسب عکس دمای مطلق برای آزمون‌های ۱ و ۳.

در زمان‌های میان‌مرحله‌ای کوتاه که در آن‌ها، تشکیل رسوب در مراحل اولیّه‌ی تغییر شکل چندمرحله‌ای امکان‌پذیر نیست، تنها ناخالصی‌های موجود باعث تأخیر تبلور مجدد می‌شوند. در این حالت، تبلور مجدد با افزایش زمان میان‌مرحله‌ای افزایش می‌یابد و به‌این ترتیب، T_{nr} کاهش می‌یابد. مادامی که افزایش زمان میان‌مرحله‌ای منجر به تشکیل رسوب نشود، T_{nr} کاهش خواهد یافت.

با افزایش زمان میان‌مرحله‌ای، کم شدن سرعت تبلور مجدد که عمدتاً به‌دلیل تشکیل رسوبات می‌باشد، بیش‌تر رخ می‌دهد و این، باعث افزایش T_{nr} می‌شود. به‌تدریج با افزایش بیش‌تر زمان‌های میان‌مرحله‌ای، T_{nr} به‌دلیل درشت شدن رسوبات و تضعیف اثر آن‌ها در

کند کردن تبلور مجدد، مجدداً شروع به کاهش می‌کند [28].

مقایسه‌ی نتایج به‌دست آمده

بُراتو و همکاران [29]، با استفاده از تحلیل رِگرسوین، رابطه‌ی(٦) را بین T_{nr} و ترکیب شیمیایی به‌دست آورده‌اند:

$$T_{nr} = 887 + 464C + 890Ti + 363Al - 357Si + 6445Nb - 644\sqrt{Nb} + 732V - 230\sqrt{V} \quad (٦)$$

اوچی و همکاران [30]، هم رابطه‌ی(٧) را بین دمای بحرانی A_{r3} و ترکیب شیمیایی به‌دست آورده‌اند:

$$A_{r3} = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 80Mo \quad (٧)$$

مقادیر به‌دست آمده با استفاده از رابطه‌های (٦) و (٧) و مقادیر حاصل از روش زمان‌بندی میانگین، در جدول (٣) نشان داده شده‌اند. بر اساس بررسی‌های انجام شده، رابطه‌ی مشخصی تاکنون بین A_{r1} و ترکیب شیمیایی گزارش نشده است.

جدول ٣ مقایسه‌ی دماهای بحرانی (بر حسب درجه‌ی سانتی‌گراد) به‌دست آمده از روش زمان‌بندی میانگین و رابطه‌های تجربی

دمای بحرانی (°C)	آزمون ١	آزمون ٢	آزمون ٣	آزمون ٤	روابط تجربی
T_{nr}	٩٦٨	٩٢٣	٩٣٨	٧٨١	١٠٢٧ (بُراتو)
A_{r3}	٧٣٤	٧٢٦	٧٤٧	٦٦٧	٧٥٥ (اوچی)
A_{r1}	٦٦٨	٦٦٩	٦٦٥	٥٩٤	–

همان‌طور که در جدول (٣) دیده می‌شود، کم‌ترین و بیش‌ترین دمای T_{nr} برای آزمون‌های ٤ و ١ (به‌ترتیب ٧٨١ ºC و ٩٦٨ ºC) و کم‌ترین و بیش‌ترین دمای A_{r3} برای آزمون‌های ٤ و ٣ (به‌ترتیب ٦٦٧ ºC و ٧٤٧ ºC) به‌دست آمده است. افزون بر این، مطابقت خوبی بین مقادیر A_{r3} به‌دست آمده از آزمون مرسوم پیچش گرم (آزمون اوّل) [6]، با مقادیر به‌دست آمده از رابطه‌ی اوچی وجود دارد (کم‌تر از ٣ درصد اختلاف). این مطابقت، به‌خصوص وقتی که زمان میان‌مرحله‌ای افزایش می‌یابد (آزمون سوّم)، بیش‌تر شده است. افزون بر این، مطابقت بهتری بین مقادیر T_{nr} به‌دست آمده از آزمون پیچش با مقادیر حاصل از رابطه‌ی بُراتو در آزمون‌های اوّل تا سوّم (برای کرنش‌های کم‌تر) مشاهده می‌شود (حدود ٦ درصد اختلاف). نتایج حاصل، با مقادیر به‌دست آمده برای فولاد API X70 در تحقیق انجام شده توسط اَلشهرانی و همکاران [31]، هم‌خوانی دارند. در واقع، دمای T_{nr} به‌دست آمده در تحقیق مذکور برابر با ٩٧٥ ºC (٠/٧ درصد اختلاف با آزمون اوّل به‌عنوان آزمون مرسوم پیچش گرم) و محدوده دمای Ar3 بین ٧٧٥ ºC و ٨٠٠ ºC (اختلاف ٥ تا ٨ درصدی با آزمون اوّل)، این مطلب را تأیید می‌کند.

بزرگ‌تر بودن دماهای بحرانی برای فولاد مورد نظر در مرجع مذکور نسبت به فولاد مورد مطالعه در این تحقیق را می‌توان به کم‌تر بودن مقدار منگنز در آن (١/٢ درصد در مقایسه با ١/٥ درصد) مربوط دانست

نتیجه‌گیری

دماهای بحرانی برای فولاد خط لوله از نوع API X70، به‌وسیله‌ی آزمون پیچش گرم در شرایط مختلف تغییر شکل، شامل نرخ و میزان کرنش و زمان میان‌مرحله‌ای نورد)، تعیین و تأثیر هر یک از این عوامل بر دماهای بحرانی بررسی شد. نتایج به‌دست آمده به‌شکل زیر خلاصه می‌شوند:

١- تنش سیلان متوسط با افزایش کرنش کاهش می‌یابد و تغییر شیب آن با کاهش کرنش، در دماهای بالاتر اتفاق می‌افتد. این رفتار نشان می‌دهد که T_{nr} با افزایش کرنش کاهش می‌یابد.

۲- برخلاف انتظار، نتایج نشان دادند که T_{nr} با افزایش نرخ کرنش از s^{-1} ۰/۱ به s^{-1} ۱ افزایش می‌یابد. بنابراین، می‌توان نتیجه گرفت که در کرنش‌های کوچک، تأثیر نرخ کرنش بر T_{nr} بسیار ناچیز است و حتی می‌تواند معکوس شود.

۳- در صورتی‌که زمان‌های میان‌مرحله‌ای طولانی باشد، در دماهای T_{nr} بالا، به‌دلیل تبلور مجدد کامل و عدم استحکام‌بخشی رسوبی، زمان میان‌مرحله‌ای تأثیر زیادی بر تنش سیلان متوسط نمی‌گذارد. در این حالت، تنش سیلان متوسط تنها تابعی از دماست. از طرف دیگر، به‌دلیل افزایش میزان تبلور مجدد با افزایش زمان میان‌مرحله‌ای، T_{nr} کاهش می‌یابد.

٤- مطابقت خوبی بین مقادیر A_{r3} حاصل از آزمون پیچش با مقادیر به‌دست آمده از رابطه‌های تجربی وجود داشت (کم‌تر از ۳ درصد اختلاف). این سازگاری، به‌خصوص در زمان‌های میان‌مرحله‌ای طولانی‌تر، افزایش می‌یابد. افزون بر این، مطابقت خوبی بین مقادیر T_{nr} حاصل از آزمون پیچش با مقادیر به‌دست آمده از رابطه‌های تجربی در کرنش‌های کم‌تر مشاهده شد (حدود ٦ درصد اختلاف). نتایج حاصل، با نتایج به‌دست آمده برای فولادی با ترکیب شیمیایی مشابه نیز هم خوانی داشت.

قدردانی

از شرکت لوله و تجهیزات سَدید، به‌دلیل در اختیار قرار دادن فولاد API X70 و از آقای دکتر مناجاتی در دانشگاه مَک- گیل کانادا، برای همکاری در انجام آزمون‌های پیچش گرم، تشکر می‌شود.

مراجع

1. S. Shanmugam, N. K. Ramisetti, R. D. K. Misra, J. Hartmann, S. G. Jansto, "Microstructure and high strength–toughness combination of a new 700MPa Nb-microalloyed pipeline steel", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 478, No. 1–2, pp. 26-37, (2008).
2. M. C. Zhao, K. Yang, Y.-Y. Shan, "Comparison on strength and toughness behaviors of microalloyed pipeline steels with acicular ferrite and ultrafine ferrite", *Materials Letters*, Vol. 57, No. 9–10, pp. 1496-1500, (2003).
3. J.-m. Zhang, W.-h. Sun, H. Sun, "Mechanical Properties and Microstructure of X120 Grade High Strength Pipeline Steel", *Journal of Iron and Steel Research, International,* Vol. 17, No. 10, pp. 63-67, (2010).
4. A. Dehghan-Manshadi, R. Dippenaar, "The Behavior of Precipitates during Hot-Deformation of Low-Manganese, Titanium-Added Pipeline Steels", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 41, No. 13, pp. 3291-3296, (2010).
5. T. Schambron, A. W. Phillips, D. M. O'Brien, J. Burg, E. V. Pereloma, C. C. Killmore, J. A. Williams, "Thermomechanical Processing of Pipeline Steels with a Reduced Mn Content", *ISIJ International*, Vol. 49, No. 2, pp. 284-292, (2009).
6. J. Calvo, L. Collins, S. Yue, "Design of Microalloyed Steel Hot Rolling Schedules by Torsion Testing: Average Schedule vs. Real Schedule", *ISIJ International*, Vol. 50, pp. 1193–1199, (2010).

7. J. Calvo, I. H. Jung, A. M. Elwazri, D. Bai, S. Yue, "Influence of the chemical composition on transformation behaviour of low carbon microalloyed steels", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 520, No. 1–2, pp. 90-96, (2009).

8. A. Najafi-Zadeh, S. Yue, J. J. Jonas, "Influence of Hot Strip Rolling Parameters on Austenite Recrystallization in Interstitial Free Steels", *ISIJ International*, Vol. 32, No. 2, pp. 213-221, (1992).

9. L. N. Pussegoda, J. J. Jonas, "Comparison of Dynamic Recrystallization and Conventional Controlled Rolling Schedules by Laboratory Simulation", *ISIJ International*, Vol. 31, No. 3, pp. 278-288, (1991).

10. F. H. Samuel, S. Yue, J. J. Jonas, K. R .Barnes, "Effect of Dynamic Recrystallization on Microstructural Evolution during Strip Rolling", *ISIJ International*, Vol. 30, No. 3, pp. 216-225, (1990).

11. L. P. Karjalainen, T. M. Maccagno, J. J. Jonas, "Softening and Flow Stress Behaviour of Nb Microalloyed Steels during Hot Rolling Simulation", *ISIJ International*, Vol. 35, No. 12, pp. 1523-1531, (1995).

12. A. Kojima, Y. Watanabe, Y. Terada, A. Yoshie, H. Tamehiro, "Ferrite Grain Refinement by Large Reduction per Pass in Non-recrystallization Temperature Region of Austenite", *ISIJ International*, Vol. 36, No. 5, pp. 603-610, (1996).

13. T. M. Maccagno, J. J. Jonas, S. Yue, B. J. McCrady, R. Slobodian, D. Deeks, "Determination of Recrystallization Stop Temperature from Rolling Mill Logs and Comparison with Laboratory Simulation Results", *ISIJ International*, Vol. 34, No. 11, pp. 917-922, (1994).

14. F. Siciliano, Jr., J. Jonas, "Mathematical modeling of the hot strip rolling of microalloyed Nb", multiply-alloyed Cr-Mo, and plain C-Mn steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 31, No. 2, pp. 511-530, (2000).

15. A. Zaky, "Determinations of the non-recrystallization temperature for X52 steel produced by compact slab process combined with direct hot rolling", *Journal of Materials Engineering and Performance,* Vol. 15, No. 6, pp. 651-655, (2006).

16. S. Solhjoo, R. Ebrahimi, "Prediction of no-recrystallization temperature by simulation of multi-pass flow stress curves from single-pass curves", *Journal of Materials Science,* Vol. 45, No. 21, pp. 5960-5966, (2010).

17. M. I. Vega, S. F. Medina, M. Chapa, A. Quispe, "Determination of Critical Temperatures (T_{nr}, A_{r3}, A_{r1}) in Hot Rolling of Structural Steels with Different Ti and N Contents", *ISIJ International*, Vol. 39, No. 12, pp. 1304-1310, (1999).

18. D. Bai, S. Yue, J. Jonas, W. Sun, "Effect of deformation parameters on the no-recrystallization temperature in Nb-bearing steels", *Metallurgical Transactions*, A (Physical Metallurgy and Materials Science), Vol. 24, No. 10, (1993).

19. S.H. Hashemi, M. Rakhshkhorshid, "ANN model for investigation the effect of chemical composition on hardness and impact energy in API X65 microalloyed steel", *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 12, No. 4, pp. 156-163, (2012). In Persian
20. R. Abad, A. I. Fernandez, B. Lopez, J. M. Rodriguez-Ibabe, "Interaction between Recrystallization and Precipitation during Multipass Rolling in a Low Carbon Niobium Microalloyed Steel", *ISIJ International,* Vol. 41, No. 11, pp. 1373-1382, (2001).
21. M. Gomez, S. F. Medina, A. Quispe, P. Valles, "Static Recrystallization and Induced Precipitation in a Low Nb Microalloyed Steel", *ISIJ International,* Vol. 42, No. 4 ,pp. 423-431, (2002).
22. D. Mohammadyani, S. H. Hashemi, M. Pouranvari, S. M. Mousavizadeh, "On the relation of microstructure and impact toughness characteristics of DSAW steel of grade API X70", *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol. 32, pp. 33-40, (2009).
23. A. Akbarzadeh," Effect of thermomechanical processing on microstructure, texture, and anisotropy in two Nb microalloyed steels", Ph.D thesis, Department of Mining and Metallurgical Engineering, McGill University, Montreal, Canada, (1997).
24. B. Mirzakhani, M. Salehi, S. Khoddam, S. Seyedein, M. Aboutalebi, "Investigation of Dynamic and Static Recrystallization Behavior During Thermomechanical Processing in a API-X70 Microalloyed Steel", *Journal of Materials Engineering and Performance,* Vol. 18, pp. 1029-1034, (2009).
25. L. J. Cuddy, J. J. Bauwin, J. C. Raley, "Recrystallization of austenite", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 11, No. 3, pp. 381-386, (1980).
26. W. Sun, M. Militzer, J. Jonas, "Diffusion-controlled growth and coarsening of MnS during hot deformaion", Metallurgical transactions. A, Physical metallurgy and materials science, Vol. 23, No. 11, pp. 3013-3023, (1992).
27. D. Q. Bai,"Effect of rolling parameters on the no-recrystallization temperature (T_{nr}) in Nb-bearing steels", Degree of Master of Engineering Thesis, Department of Mining and Metallurgical Engineering, McGill University, Montreal, Canada, (1993).
28. W.P. Sun, M. Militzer, D.Q. Bai, J.J. Jonas, "Effect of Interpass Time on Austenite Recrystallization in Nb-Containing HSLA Steels", *Materials Science Forum*, Vol. 113 - 115, pp. 533-538, (1993).
29. C. Ouchi, T. Sampei, I. Kozasu, "The Effect of Hot Rolling Condition and Chemical Composition on the Onset Temperature of Gamma-Alpha Transformation after Hot Rolling", *Trans ISIJ (Iron and Steel Inst. Japan)*, Vol. 22, pp. 214-222, (1982).
30. F. Boratto, R. Barbosa, S. Yue, J.J. Jonas, "The Influence of Chemical Composition on the Recrystallization Behavior of Microalloyed Steel", *THERMEC88 Conference Proceedings*, Tokyo, Japan, pp. 51-61, (1988).

31. A. Al Shahrani, N. Yazdipour, A. Dehghan-Manshadi, A. A. Gazder, C. Cayron, E. V. Pereloma, "The effect of processing parameters on the dynamic recrystallisation behaviour of API-X70 pipeline steel", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 570, No. 0, pp. 70-81, (2013).